МАШИНОСТРОЕНИЕ И МАШИНОВЕДЕНИЕ

MACHINE BUILDING AND MACHINE SCIENCE

УДК 621.791.011:621.785.78:669.15-194.2 DOI 10.12737/22166

Влияние термического цикла сварки и повторного нагрева на структурно-фазовые изменения низколегированной *Cr-Ni-Mo-V* стали*

Ю. В. Полетаев[1], В. Ю. Полетаев[2]**
[1,2] Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону, Российская Федерация

Effect of thermal cycle of welding and reheating on structural-constitutional changes of low-alloyed *Cr-Ni-Mo-V* steel ***

Yu. V. Poletaev[1], V. Yu. Poletaev[2]**
[1,2] Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russian Federation

Целью настоящей работы является изучение воздействия термического цикла сварки (ТЦС) и повторного нагрева на кинетику охрупчивания металла зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений стали 15Х2НМФА-ВРВ. Решалась задача повышения технологической прочности сварных соединений оборудования АЭС. Для это было проведено комплексное исследование, в ходе которого применялись различные виды анализа: флуктуационный, металлографический, электронно-микроскопический, рентгеноструктурный и химический. Кроме того, были использованы моделирование металла ЗТВ, а также неразрушающий и разрушающий контроль качества сварных соединений. Установлено влияние основных параметров термического цикла сварки и термической обработки на кинетику охрупчивания металла ЗТВ. Показано, что высокая погонная энергия при электрошлаковой сварке является главной причиной прямого разупрочнения границ наиболее крупных (0–1 балл) зерен за счет выделения сульфидов пленочной формы. Дальнейшее развитие процесса дисперсионного твердения при повторном нагреве (отпуске) способствует относительному разупрочнению и разрушению границ.

The work objective is to study the impact of the thermal welding cycle (TWC) and reheating on the metal embrittlement kinetics of the heat affected zone (HAZ) of 15H2NMFA-VRV steel joint welds. The problem of the technological strength improvement of the welded joints of the nuclear power plant equipment is solved. A comprehensive study, in which various types of analysis – fluctuation, metallographic, electron-microscopic, X-ray and chemical – are used, is carried out for this. In addition, HAZ metal simulation is used, as well as non-destructive and destructive testing of welded joints. The effect of the basic parameters of TWC and heat treatment on the embrittlement kinetics of HAZ metal is determined. It is shown that the high heat input under the electroslag welding is the main cause of the direct borders softening of the coarse grains (0-1) through allocating sulfide film forms. Further development of the dispersion hardening under reheating (softening) stimulates the relative weakening and borders destruction.

Ключевые слова: свариваемость, низколегированная сталь, зона термического влияния, погонная энергия сварки, термический цикл сварки, металлографическое исследование, крупнозернистая структура ЗТВ, выпадение фаз по границам зерен, термическая обработка, дисперсионное твердение, трещины при термической обработке

Key words: weldability, low-alloyed steel, heat affected zone (HAZ), rate of heat input, thermal welding cycle, metallographic test, coarse-grained structure of HAZ, grain boundary precipitation, thermal treatment, dispersion hardening, reheat cracking.

Введение. Для изготовления оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок используют термически упрочняемые стали перлитного класса различных систем легирования:
— *Ni-Mn-Mo* (533 *cl*1, *20MnMoNi55*, 10ГН2МФА),
— *Cr-Mo-V* (15Х2МФА),
— *Cr-Ni-Mo* (508 *cl*2),
— *Cr-Ni-Mo-V* (15Х2НМФА) [1, 2].

С целью повышения эксплуатационной надежности сварных соединений рекомендуют использовать чистые стали, выплавленные вакуумно-индукционным методом [1], а также на чистой шихте и дополнительно подвергнутые электрошлаковому переплаву (ЭШП) [2, 3] или внепечному рафинированию и вакуумированию (ВРВ) [4, 5]. Это должно способствовать повышению стабильности структуры, механических и технологических свойств, в том числе

*Работа выполнена в рамках инициативной НИР.
**E-mail: anclav51@mail.ru; afshor@mail.ru
***The research is done within the frame of the independent R&D.

стойкости против образования межзеренного разрушения металла зоны термического влияния (ЗТВ) при сварке и последующей термической обработке (отпуске).

Склонность к образованию трещин при термической обработке (ТТО) заметно повышается в результате комплексного воздействия неблагоприятного сочетания основных металлургических, структурно-механических, конструктивных и технологических факторов, способствующих развитию процесса охрупчивания границ зерен. Это показано в работах отечественных и зарубежных ученых: В. Н. Земзина, Р. З. Шрона, А. С. Зубченко, Е. Г. Старченко, Ф. А. Хромченко, В. А. Игнатова, И. Гривняка, Ф. Мюллера, Р. Кадмана, А. Г. Винкера, Дж. Танаки, Х. Накомуры, Й. Ито и др. [6–13]. Следует отметить, что причины образования ТТО в основном понятны. Однако подробности взаимодействия этих факторов и разрушения изучены недостаточно, и в вопросе понимания природы растрескивания многое неясно. В качестве примера можно привести неожиданное проявление склонности к образованию межзеренного разрушения металла ЗТВ толстостенных сварных соединений чистой стали 15Х2НМФА-ВРВ. Это явилось основной причиной отказа от применения высокопроизводительного способа электрошлаковой сварки (ЭШС) в технологии изготовления штампосварного днища корпуса реактора В-1000 [14]. Следует отметить, что длительное воздействие высоких температур при ЭШС может способствовать формированию недопустимой поврежденности границ зерен и межзеренному разрушению. Совокупность этих процессов, с одной стороны, определяет поведение металла ЗТВ в условиях термической обработки, с другой — контролируется термодеформационным циклом сварки.

Целью настоящей работы является изучение влияния параметров термического цикла сварки (ТЦС) и термической обработки — отпуска на развитие процессов охрупчивания металла ЗТВ стали 15Х2НМФА-ВРВ, что необходимо для обоснованного выбора погонной энергии при сварке.

Методика и результаты проведения исследований. Анализ случаев растрескивания производственных сварных соединений позволяет утверждать, что металл ЗТВ стали 15Х2НМФА-ВРВ (табл. 1) оказался заметно более предрасположенным к образованию ТТО, чем стали ЭШП или мартеновской выплавки.

Таблица 1

Химический состав промышленных плавок стали 15Х2НМФА

№ плавки	Способ выплавки*	Содержание элементов, %									*Mn/S*
		C	*SI*	*Mn*	*S*	*P*	*Cr*	*Ni*	*Mo*	*V*	
1	ЭШП	0,169	0,36	0,55	0,017	0,015	1,84	1,30	0,62	0,12	32,3
2	М	0,16	0,21	0,44	0,022	0,003	2,00	1,37	0,53	0,13	22,0
3	ВРВ	0,15	0,22	0,33	0,008	0,001	1,99	1,31	0,54	0,11	41,3
*ЭШП — электрошлаковый переплав; М — мартеновская плавка с традиционным раскислением; ВРВ — внепечное рафинирование в вакууме стали мартеновской плавки.											

Металлографические исследования металла ЗТВ производственных сварных соединений (толщина листа 240 мм) карт днищ реактора ВВЭР-1000 выявили дефекты двух типов:

— надрывы, расположенные вдоль строчечных неметаллических включений;
— горячие трещины, расположенные на границах оплавленных наиболее крупных аустенитных зерен.

Фрактографический анализ дефектов второго типа показал следующее:

— характер разрушения — межзеренный;
— имеет место оплавление на границах наиболее крупных зерен;
— в изломе наблюдаются вторичные фазы, что свидетельствует о перегреве и воздействии пластической деформации;
— фигуры роста имеют кристаллографическую огранку;
— выявлены участки поверхности с высокотемпературным рельефом, что может быть результатом абсорбции газов или некоторых элементов в твердом растворе матрицы.

На поверхности трещин обнаружено большое количество сульфидов. Состав неметаллических включений идентифицировали с помощью методов рентгеноструктурного анализа электролитически выделенных осадков, микродифракционного анализа, микрозондового анализа шлифов и изломов (табл. 2).

Таблица 2

Химический состав неметаллических включений в изломе металла ЗТВ стали 15Х2НМФА

Место расположения включений	Форма включений	Содержание элементов, вес. %				
		Fe	*Mn*	*Cr*	*S*	*Mo*
Горячая трещина	Округлые	1–3	40–62	1–6	32–38	1–3
	Глыбообразные	1–2	6–10	40–47	31–39	1–2
	Пленочные	30–39	2–4	32–49	1–3	5–20
Вязкий межзеренный излом	Округлые	0–2	50–64	1–7	33–37	0–1
	Глыбообразные	0–1	6–11	39–47	32–46	1–2
	Пленочные	29–36	0–2	32–44	0–2	7–23
Вязкий долом	Округлые	0–2	58–63	0–2	35–37	0

Параметры ТЦС ЭШС имеют решающее влияние на формирование высокой исходной структурной и химической неоднородности участка крупного зерна ЗТВ, что приводит данный участок в состояние ускоренного (по сравнению с основным металлом) межзеренного разрушения при сварке и термической обработке (отпуске). Об этом свидетельствует образование горячих трещин и ТТО в участке крупного зерна ЗТВ.

Обсуждение результатов исследований. Итак, механизм образования межзеренного разрушения металла ЗТВ стали 15Х2НМФА-ВРВ при сварке и термической обработке (отпуске) можно представить следующим образом. На первом этапе в результате воздействия ЭШС с высокой погонной энергией сварки ($Q_{св}$) в металле ЗТВ (участок перегрева) происходят заметные структурно-фазовые изменения, сопровождающиеся значительным ростом первичного аустенитного зерна и формированием на его границах протяженных участков химической микронеоднородности — сульфидов (преимущественно пленочной формы). Наибольшую опасность представляют сульфиды именно пленочной формы (с низкой температурой плавления), содержание серы в которых достигает 3 % (см. табл. 2), в то время как в исходном металле ее количество не превышает 0,008 % (см. табл. 1). Это может быть связано с различной скоростью объемной и граничной диффузии серы в γ-железе [15], что способствует флуктуации концентрации этого элемента. Исходная после сварки поврежденность границ зерен инициирует дальнейшее развитие межзеренного разрушения по механизму ползучести в процессе термической обработки (отпуска).

С помощью метода флуктуационного анализа [16] выполнены расчеты, устанавливающие связь погонной энергии при сварке с размером аустенитного зерна и вероятностью образования сульфидов пленочной формы типа *FeS* или *MnS*. Полученные результаты свидетельствуют о том, что допустимая структурная и химическая неоднородность участка перегрева металла ЗТВ может быть достигнута, если при сварке использовать погонную энергию $Q_{св}$ до 15 МДж/м и размере зерна *G* от 0 до 1 балла.

Следует отметить, что сталь 15Х2НМФА проявляет склонность к образованию не только горячих, но и холодных трещин. Это необходимо учитывать при выборе оптимального диапазона *Q*св и соответствующих параметров ТЦС (рис. 1).

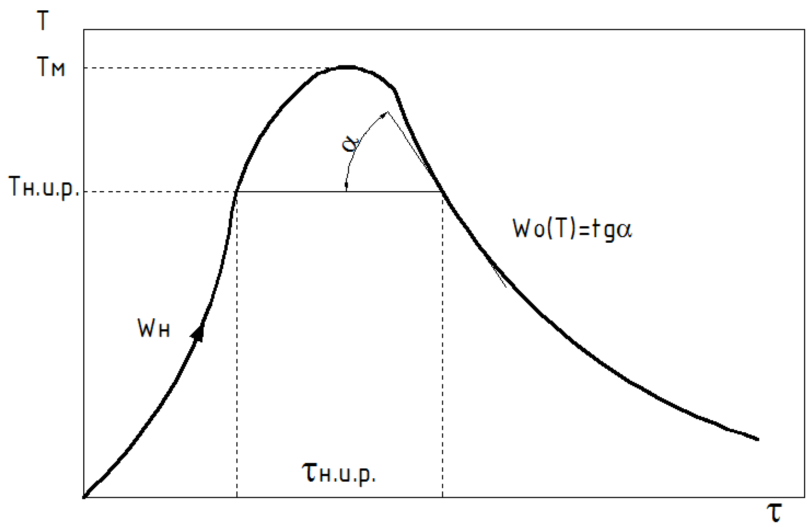


Рис. 1. Схема термического цикла однопроходной сварки

Термический цикл сварки характеризуется следующими параметрами: максимальная температура $T_м$; скорость нагрева *W*н; τн.и.р. — длительность пребывания металла выше температуры начала интенсивного роста зерна (*Т*н.и.р); скорость охлаждения *Wo* (мгновенная или средняя) в интервале температур фазового превращения металла при охлаждении.

Структурное состояние и свойства различных участков ЗТВ определяются величинами *Т*м, τн.и.р. и скоростью охлаждения *Wo*. В расчет параметров ТЦС вводят понятие «оптимальная скорость охлаждения». В интервале оптимальной скорости охлаждения обеспечиваются требуемая структура и свойства металла ЗТВ.

Использование методики работы [17] позволило определить диапазон оптимальной скорости охлаждения и соответствующих ей значений *Q*св. В данном случае целью было получение бейнитной или бейнитно-мартенситной (не более 15 %) структуры, рекомендуемой для сварных соединений стали 15Х2НМФА, выполняемых с подогревом 423–523 К. Исходные данные для расчета:

— сталь 15Х2НМФА (3-я плавка, табл. 1);
— структура до сварки — 80 % П + 20 % Ф;
— промежуточная структура стали — Ф + (П + Б) + М;
— допустимое количество мартенсита не более 15 % по условию трещиностойкости;
— допустимая скорость охлаждения *W*од = 13 град/с [17];
— критическая скорость охлаждения *W*ок = 100 град/с;
— $C_{экв} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} + \frac{Ni}{40} = 0,79\ \%$;
— T_o = 423 К — температура предварительного подогрева.

На рис. 2 можно увидеть, что рекомендуемая структура формируется в диапазоне скоростей охлаждения $\Delta W_O = 2 \ldots 13$ град/с.

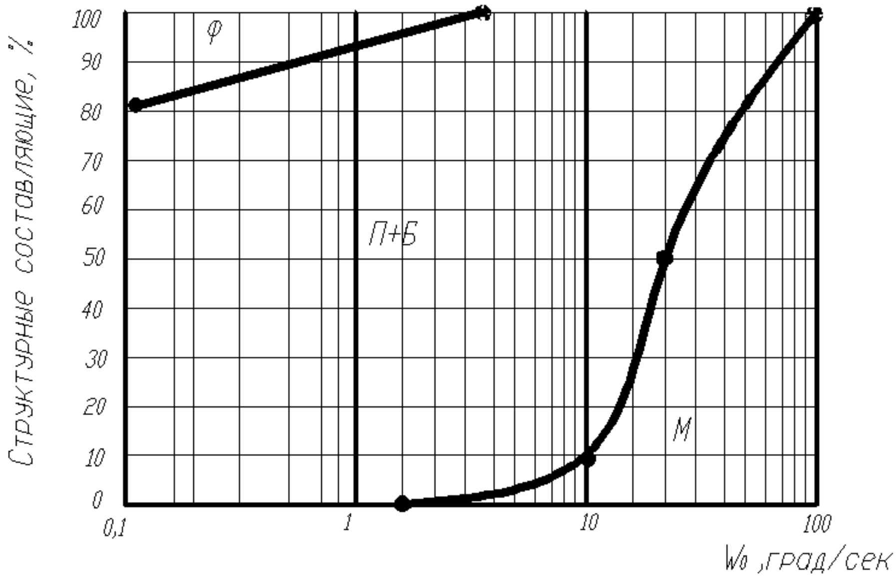


Рис. 2. Влияние скорости охлаждения *Wo* на структуру металла ЗТВ стали 15Х2НМФА

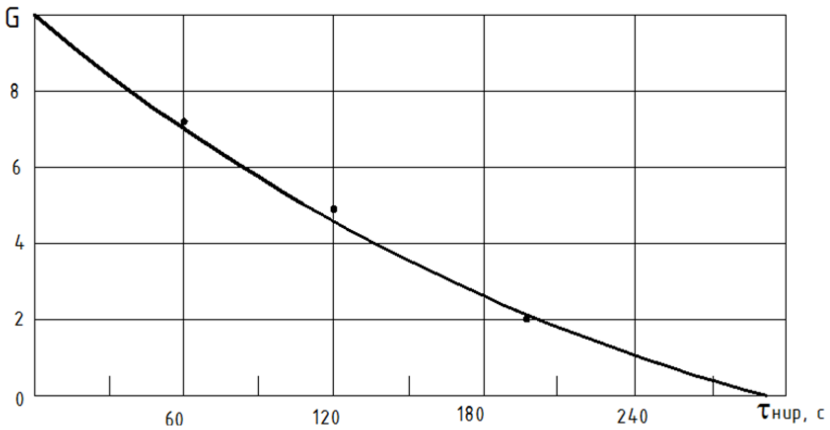
Наилучшее сочетание свойств при отсутствии опасности образования холодных трещин имеют структуры нижнего бейнита. Их формирование возможно в диапазоне *Wo* = 4…10 град/с. Остальные параметры ТЦС и соответствующих значений $Q_{св}$ выбирались по результатам экспериментальных исследований образцов стали 15Х2НМФА с моделированной ЗТВ. Далее параметры ТЦС были уточнены при сварке длинномерных сварных соединений с различной погонной энергией (табл. 3).

Таблица 3

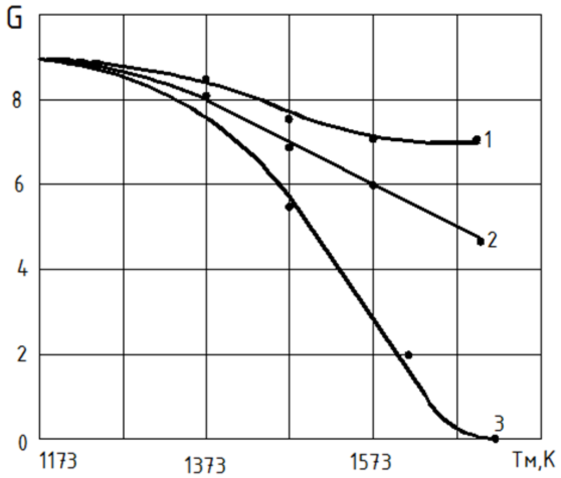
Параметры имитированных ТЦС с нагревом до *Tm* = 1693 К

Вид сварки*	*Q*св, МДж/м	*Wн* при 1173 К, град/сек	τн.и.р. выше 1173 К, сек		*Wo* при 773 К, град/сек	*t* 8/5, сек
			Нагрев	Охлаждение		
АСФ	4–6	77–237	5–20	25–60	8–20	15–45
АСТ	10–15	57–69	10–30	35–90	4–5	60–100
ЭШС	90–95	3–7	100–160	200–400	0,35–0,85	400–600
АСФ — автоматическая сварка под флюсом; АСТ — однопроходная, с принудительным формированием, автоматическая сварка под тонким слоем шлака; ЭШС — электрошлаковая сварка.						

Структура металла, характерная для участка перегрева ЗТВ сварных соединений, моделировалась проходящим током по режиму выбранного ТЦС на установке ТЦС-1. При моделировании использовали специальные образцы размером 12×20×160 мм. Максимальную температуру нагрева $T_м$ = 1693 К назначили по результатам оценки склонности ЗТВ к образованию горячих трещин. При нагреве до этой температуры формировалась структура, аналогичная структуре участка перегрева ЗТВ производственного сварного соединения. Величину $T_м$ контролировали с помощью фотоэлектрического пирометра ФЭП-4 и термопары градуировки ХА. Запись ТЦС производили с помощью прибора КСП-4. Образцы нагревали до $T_м$ с различными скоростями нагрева и охлаждения, что обеспечивало возможность целенаправленного управления формированием структурной и химической однородности металла ЗТВ. Для этого в широком интервале изменялось время пребывания металла выше температуры начала интенсивного роста зерна *Т*н.и.р. и развития диффузионных процессов. Скорость охлаждения образцов регулировали путем принудительного или естественного охлаждения. На рис. 3. показана зависимость величины зерна *G* от максимальной температуры нагрева $T_м$ и длительности пребывания металла выше температуры интенсивного роста зерна τн.и.р. при различных скоростях нагрева и охлаждения.



а)



б)

Рис. 3. Зависимость величины зерна аустенита *G* стали 15Х2НМФА-ВРВ от $\tau_{\text{н.и.р.}}$ (*а*) и максимальной температуры нагрева *Тм* (*б*) при: *Wн* = 227 и *Wо* = 17 (1); Wн = 67 и *Wо* = 4,85 (2); *Wн* = 6,85 и *Wо* = 0,85 град/сек (3)

Можно увидеть, что снижение скорости нагрева *Wн* и охлаждения *Wо* приводит к закономерному росту зерна, что связано с увеличением длительности пребывания металла ЗТВ при температуре выше точки *Ас*3. Таким образом, окончательный размер зерна аустенита зависит от *Тм* и τн.и.р. Наибольшая его величина характерна для ТЦС электрошлаковой сварки, минимальная величина — для теплового режима автоматической сварки под флюсом.

Изучено влияние параметров термической обработки на кинетику изменения твердости металла имитированной ЗТВ, характеризующую развитие процессов структурно-фазовых изменений, в том числе дисперсионного твердения. Установлено, что значительное повышение твердости металла ЗТВ наблюдается в течение 1–3 ч нагрева в диапазоне температур 873–773 К (рис. 4).

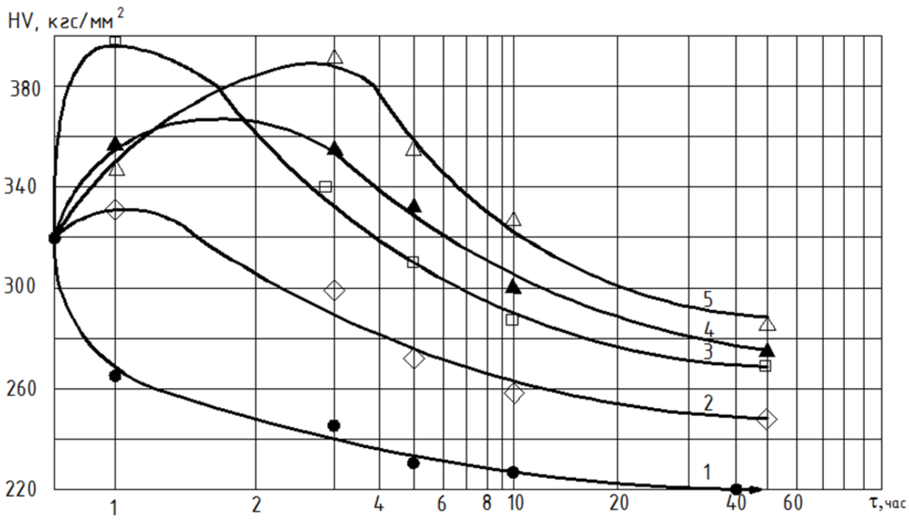
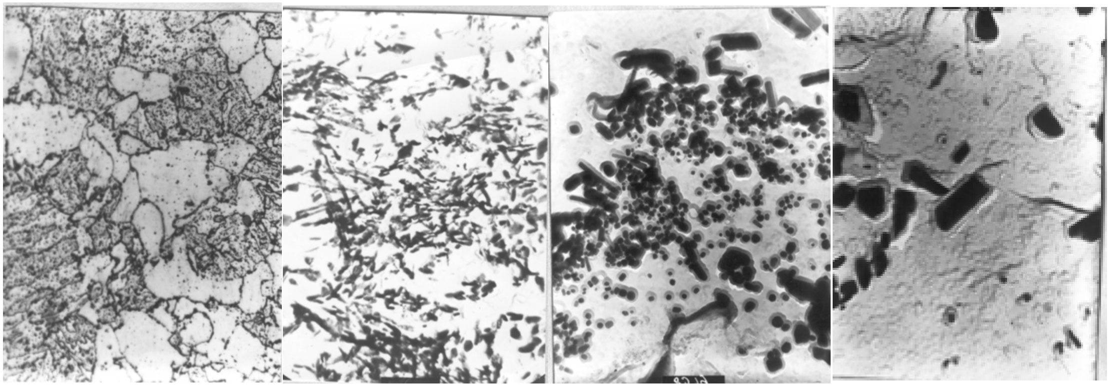


Рис. 4. Температурно-временная зависимость твердости *HV* металла имитированной ЗТВ от длительности нагрева при различных температурах: 1 — 923 К; 2 — 898 К; 3 — 873 К; 4 — 773 К; 5 — 823 К

Дисперсионное твердение обусловлено структурно-фазовыми изменениями в металле ЗТВ при термической обработке. Повторный нагрев образующегося при сварочном нагреве пересыщенного твердого раствора приводит к его распаду, продукты которого способствуют возрастанию твердости. При формировании бейнитно-мартенситной структуры эффект дисперсионного твердения, проявляющийся во временном увеличении твердости, наблюдается в металле ЗТВ уже на начальной стадии нагрева при всех рассмотренных температурах. Максимальные значения твердости в процессе старения возрастают с понижением температуры повторного нагрева. Характерным является также более быстрое наступление стадии перестаривания при повышении температуры термообработки. Если речь идет о мартенситно-бейнитной структуре, то дисперсионному твердению предшествует этап разупрочнения вследствие распада мартенсита. Дальнейшее повышение температуры и времени выдержки приводит к быстрому старению и перестариванию металла ЗТВ, что связано с выделением и коагуляцией карбидов. Следует отметить, что в состоянии поставки сталь 15Х2НМФА имела ферритно-бейнитную структуру (рис. 5).



×500 *а*) ×5000 *б*) ×5000 *в*) ×5000 *г*)

Рис. 5. Микроструктура стали 15Х2НМФА-ВРВ в состоянии поставки (*а*); после имитации ТЦС (*б*); после ТЦС и повторного нагрева при T = 823 К длительностью 3 часа (*в*); после имитации ТЦС и отпуска длительностью 40 часов (*г*)

Феррит располагался преимущественно по границам аустенитных зерен. В микроструктуре металла после имитации ТЦС можно выделить относительно крупнозернистую структуру мартенсита игольчатого типа, мелкозернистую структуру бейнита пластинчатого типа с аустенитными зернами. Такой характер свидетельствует о полной перекристаллизации исходной структуры стали, связанной с высокой скоростью нагрева и охлаждения ТЦС. Повторный нагрев при T = 823 К способствовал увеличению количества дисперсных частиц, развитию процессов старения и перестаривания.

Состав карбидной фазы идентифицировали с помощью методов микродифракции, рентгеноструктурного анализа пакетов реплик и карбидного осадка. Установлено, что у стали 15Х2НМФА в состоянии после воздействия ТЦС наблюдается большое количество удлиненных включений цементита Me_3C, прямоугольных пластинок правильной формы Me_7C_3 и небольшое количество частиц $Me_{23}C_6$ неправильной округлой формы. Таким образом, основной упрочняющей фазой на ранней стадии старения металла ЗТВ является легированный цементит Me_3C. Только после длительной выдержки (1–3 ч) количество карбида Me_7C_3 преобладает в карбидном осадке. Ванадий не образует в стали 15Х2НМФА самостоятельных карбидов. Его содержание в составе других карбидов при старении практически не возрастает. Молибден также не образует самостоятельные карбиды, но растворяется в составе других, в частности в цементите Me_3C и карбиде хрома Me_7C_3, возникающих в процессе старения.

В результате исследования установлено влияние режима термической обработки на кинетику фазовых превращений (табл. 4).

Таблица 4

Влияние длительности повторного нагрева на фазовый состав карбидов металла ЗТВ стали 15Х2НМФА-ВРВ

Режим термической обработки	Состав карбидов
После воздействия ТЦС (без термообработки)	Me_3C; Me_7C_3; $Me_{23}C_6$ (следы)
Нагрев до T = 823 К, τ = 3 ч	Me_7C_3; $Me_{23}C_6$ (следы); Me_3C (следы)
Нагрев до T = 823 К, τ = 40 ч	$Me_{23}C_6$; Me_7C_3; Me_3C (следы)

Установлено, что после термической обработки общее количество карбидной фазы увеличивается по сравнению с исходным состоянием. Следует отметить, что, по данным работы [7], свидетельством завершения процесса отпуска является наличие в структуре стали 15Х2НМФА только карбидов $Me_{23}C_6$ и Me_7C_3.

Таким образом, при термической обработке в процессе релаксации остаточных сварочных напряжений деформации локализуются в границах зерен (отмечается их относительное разупрочнение), и в толстостенных сварных соединениях стали 15Х2НМФА-ВРВ образуются ТТО. Все это обусловлено наличием температурно-временного интервала дисперсионного твердения металла ЗТВ. Вероятность разрушения заметно возрастает при высокой исходной поврежденности границ зерен металла ЗТВ, сформированной в процессе ТЦС.

Полученные результаты теоретических и экспериментальных исследований и вскрытые закономерности положены в основу разработки практических технологических рекомендаций по предотвращению образования ТТО сварных соединений стали 15Х2НМФА-ВРВ. К их числу относится рекомендация использовать альтернативный электрошлаковой сварке способ — однопроходную автоматическую электродуговую сварку с принудительным формированием под тонким слоем шлака (АСТ) при погонной энергии $Q_{св}$ не более 15 МДж/м.

Выполнено опытно-промышленное опробование способа АСТ. Контроль качества производственных толстостенных сварных соединений, выполненных способом АСТ, подтвердил отсутствие недопустимых технологических дефектов.

Выводы. Повышение чистоты стали 15Х2НМФА-ВРВ мартеновской выплавки, дополнительно подвергнутой внепечному рафинированию и вакуумированию, стимулирует склонность к росту зерна металла ЗТВ, накоплению сульфидов пленочной формы на границах зерен и межзеренному разрушению при сварке с $Q_{св}$ более 15 МДж/м. Дальнейшая деградация структуры при термической обработке является основной причиной развития ТТО именно на участке крупного зерна ЗТВ. Вскрыт механизм влияния основных параметров термического цикла сварки: $T_м$, $W_н$, $W_о$, τн.и.р. — на размер аустенитного зерна и связанную с ним флуктуацию концентрации серы металла ЗТВ. Установлено, что требуемая структурная и химическая однородность и стойкость против ТТО участка крупного зерна металла ЗТВ стали 15Х2НМФА-ВРВ достигается при размере аустенитного зерна G от 1 до 9 баллов, сформированного при дуговой сварке с погонной энергией не более 15 МДж/м.

Библиографический список

1. Бакалдин, В. И. Основные проблемы и пути их решения при разработке проекта корпуса реактора ВВЭР-1500 / В. И. Бакалдин, В. В. Петров, В. Г. Федосов // Тяжелое машиностроение. — 2006. — № 2. — С. 2–5.

2. Касаткин, Б. С. Стали и сварочные материалы для изготовления корпусов ядерных реакторов / Б. С. Касаткин, А. К. Царюк // Автоматическая сварка. — 1976. — № 7. — С. 50–54.

3. Крутасова, Е. И. Надежность металла энергетического оборудования / Е. И. Крутасова. — Москва : Энергоиздат, 1981. — 240 с.

4. Хромченко, Ф. А. Диагностика и ресурс сварных соединений паропроводов ТЭС / Ф. А. Хромченко, В. А. Лаппа, Р. Н. Калугин // Сварочное производство. — 2001. — № 7. — С. 21–25.

5. Покатаев, С. В. Влияние продолжительности затвердевания отливок из Mn-Ni-Mo-стали с различным содержанием серы на формообразование и размеры сульфидов / С. В. Покатаев, Г. В. Валова, Н. М. Новикова // НИИЭИНФОРМЭНЕРГОМАШ. — 1982. — № 5. — С. 6–10.

6. Протоковилов, И. В. Управление формированием сварных соединений при ЭШС / И. В. Протоковилов, В. Б. Порохонько // Автоматическая сварка. — 2012. — № 10. — С. 54–59.

7. Земзин, В. Н. Термическая обработка и свойства сварных соединений / В. Н. Земзин, Р. З. Шрон. — Ленинград : Машиностроение, 1978. — 367 с.

8. Brandi, S.-D. Electroslag and electroslag welding / S.-D. Brandi, S. Liu, R.-D. Thomas // AWS Welding handbook. — 2012. — Vol. 6A. — P. 365–379.

9. Vinckier, A. Reheat cracking in welded structures during stress relief heat treatments/ A. Vinckier, A.-J. Dhooge // Heat Treating. — 1979. — Vol. 1. — P. 72.

10. Nakamura, H. Stress-Relief Cracking in Heat-Affected Zone / H. Nakamura, T. Naiki, H. Okabayashi // Doc. of International Institute of Welding : Annual Assembly. — Kyoto, 1969. — № IIW-IX-648-69 / IIW-X-531-69. — 30 p.

11. Ito, Y. Study on stress relief cracking in welded low alloy steels. Report 2 / Y. Ito, M. Nakanishi // Journal of the Japan welding society. — 1972. — Vol. 41, № 1. — P. 59–64.

12. Полетаев, Ю. В. Влияние надреза на склонность сварных соединений к межзеренному разрушению / Ю. В. Полетаев, В. Ю. Полетаев, Д.В. Рогозин // Вестник Дон. гос. техн. ун-та. — 2015. — Т. 15, № 3 (82). — С. 28–34.

13. Полетаев, В. Ю. Влияние химической активности флюса для электрошлаковой сварки на стойкость металла шва против трещин при термической обработке / В. Ю. Полетаев, Ю. В. Полетаев, А. Н. Грицина // Инновационные технологии в машиностроении и металлургии : сб. статей VII науч.-практ. конф. — Ростов-на-Дону : Изд. центр ДГТУ, 2015. — С. 258–271.

14. Hobeev, A. E. Influence of weld joints Damaging at the Stage of Manufacturing on Operating Reliability / A. E. Hobeev, Yu. V. Poletaev // Material issues in design, manufacturing and operation of nuclear power plants equipment : proceedings of the 7th international conference. — Saint Petersburg, 2002. — Vol. 1. — P. 438–447.

15. Мураль, В. В. Диффузия серы в гамма-железе / В. В. Мураль, А. П. Фокин // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1978. — № 6. — С. 18–21.

16. Полетаев, Ю. В. Длительная малоцикловая прочность сварных соединений и выбор аустенитно-стабильных сталей / Ю. В. Полетаев. — Новочеркасск : ЛИК, 2010. — 281 с.

17. Шоршоров, М. Х. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке. Атлас / М. Х. Шоршоров, В. В. Белов. — Москва : Наука, 1972. — 219 с.

References

1. Bakaldin, V.I., Petrov, V.V., Fedosov, V.G. Osnovnye problemy i puti ikh resheniya pri razrabotke proekta korpusa reaktora VVER-1500. [Main problems and their solutions under the development of project VVER-1500.] Russian Journal of Heavy Machinery, 2006, no. 2, pp. 2–5 (in Russian).

2. Kasatkin, B.S., Tsaryuk, A.K. Stali i svarochnye materialy dlya izgotovleniya korpusov yadernykh reaktorov. [Metals and welding materials for manufacturing nuclear reactor pressure vessels.] Avtomaticheskaya Svarka, 1976, no. 7, pp. 50–54 (in Russian).

3. Krutasova, E.I. Nadezhnost' metalla energeticheskogo oborudovaniya. [Reliability of power equipment metal.] Moscow: Energoizdat, 1981, 240 p. (in Russian).

4. Khromchenko, F.A., Lappa, V.A., Kalugin, R.N. Diagnostika i resurs svarnykh soedineniy paroprovodov TES. [Diagnostics and life of welded joints of TPP steam pipes.] Svarochnoe Proizvodstvo, 2001, no. 7, pp. 21–25 (in Russian).

5. Pokataev, S.V., Valova, G.V., Novikova, N.M. Vliyanie prodolzhitel'nosti zatverdevaniya otlivok iz Mn-Ni-Mo-ctali s razlichnym soderzhaniem sery na formoobrazovanie i razmery sul'fidov. [Effect of solidification of castings of Mn-Ni-Mo-Steel with different sulfur contents on shaping and dimensions of sulfides.] NIIEINFORMENERGOMASh, 1982, no. 5, pp. 6–10 (in Russian).

6. Protokovilov, I.V., Porokhonko, V.B. Upravlenie formirovaniem svarnykh soedineniy pri EShS. [Management of welded joints formation at ESW.] Avtomaticheskaya Svarka, 2012, no. 10, pp. 54–59 (in Russian).

7. Zemzin, B.N., Shron, R.Z. Termicheskaya obrabotka i svoystva svarnykh soedineniy. [Heat treatment and properties of welded joints.] Leningrad: Mashinostroenie, 1978, 367 p. (in Russian).

8. Brandi, S.-D., Liu, S., Thomas, R.-D. Thomas Electroslag and electroslag welding. AWS Welding handbook, 2012, vol. 6A, pp. 365–379.

9. Vinckier, A., Dhooge, A.-J. Reheat cracking in welded structures during stress relief heat treatments. Heat Treating, 1979, vol. 1, p. 72.

10. Nakamura, H., Naiki, T., Okabayashi, H. Stress-Relief Cracking in Heat-Affected Zone. Doc. of International Institute of Welding: Annual Assembly. Kyoto, 1969, no. IIW-IX-648-69 / IIW-X-531-69, 30 p.

11. Ito, Y., Nakanishi, M. Study on stress relief cracking in welded low alloy steels. Report 2. Journal of the Japan welding society, 1972, vol. 41, no. 1, pp. 59–64.

12. Poletaev, Yu.V., Poletaev, V.Yu., Rogozin, D.V. Vliyanie nadreza na sklonnost' svarnykh soedineniy k mezhzerennomu razrusheniyu. [Notch effect on the liability of welded joints to intergranular fracture.] Vestnik of DSTU, 2015, vol. 15, no. 3 (82), pp. 28–34 (in Russian).

13. Poletaev, V.Yu., Poletaev, Yu.V., Gritsina, A.N. Vliyanie khimicheskoy aktivnosti flyusa dlya elektroshlakovoy svarki na stoykost' metalla shva protiv treshchin pri termicheskoy obrabotke. [Chemical activity effect of flux for electroslag welding on resistance against cracking of the weld metal under heat treatment.] Innovatsionnye tekhnologii v mashinostroenii i metallurgii: sb. statey VII nauch.-prakt. konf. [Innovative technologies in machine building and metallurgy: Proc. VII Sci.-Pract. Conf.] Rostov-on-Don: DSTU Publ. Centre, 2015, pp. 258–271 (in Russian).

14. Hobeev, A. E., Poletaev, Yu.V. Influence of weld joints damaging at the stage of manufacturing on operating reliability. Material issues in design, manufacturing and operation of nuclear power plants equipment: Proc. 7th Int. Conf. Saint Petersburg, 2002, vol. 1, pp. 438–447.

15. Mural, V.V., Fokin, A.P. Diffuziya sery v gamma-zheleze. [Diffusion of sulfur in gamma-iron.] Metal Science and Heat Treatment, 1978, no. 6, pp. 18–21 (in Russian).

16. Poletaev, Yu.V. Dlitel'naya malotsiklovaya prochnost' svarnykh soedineniy i vybor austenitno-stabil'nykh staley. [Long-term low-cycle strength of welded joints and selection of austenitic-stable steels.] Novocherkassk: LIK, 2010, 281 p. (in Russian).

17. Shorshorov, M. K., Belov, V.V. Fazovye prevrashcheniya i izmeneniya svoystv stali pri svarke. Atlas. [Phase transitions and changes of steel properties during welding. Atlas.]. Moscow: Nauka, 1972, 219 p. (in Russian).

Поступила в редакцию 21.03.2016
Сдана в редакцию 22.03.2016
Запланирована в номер 30.09.2016

Received 21.03.2016
Submitted 22.03.2016
Scheduled in the issue 30.09.2016